

# بررسی و مقایسه خواص مکانیکی و ریزساختاری روکش‌های زنگ‌نزن آستنیتی بر فولاد کربنی ناشی از تردی هیدروژنی

امیدغنی\*<sup>۱</sup>، ابراهیم حشمت‌دهکردی<sup>۲</sup>، احمد ساعتچی<sup>۳</sup>

<sup>۱</sup> دانشجوی کارشناسی ارشد جوشکاری، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف‌آباد، اصفهان، ایران

<sup>۲</sup> دانشیار، انجمن خوردگی ایران

<sup>۳</sup> استاد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

\* نویسنده مسئول: Omid.ghani5051@gmail.com

تاریخ دریافت: ۱۳۹۲/۰۳/۱۹ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۲/۰۶/۰۳

## چکیده:

اتصالات غیرهمجنس بین فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی و فولادهای کم‌آلیاژ و کربنی کاربردهای زیادی در صنایع مختلف دارند. استفاده از این اتصالات بیشتر جنبه اقتصادی دارد. وجود هیدروژن در محیط‌های خورنده می‌تواند سبب افت خواص مکانیکی اتصالات گردد. در این پژوهش به ارزیابی و مقایسه تاثیر هیدروژن بر اتصالات به وجود آمده بین فولاد کربنی A516-Gr70 و روکش زنگ‌نزن AISI 321 و روکش زنگ‌نزن AISI 347 پرداخته شده است. بدین منظور نمونه‌هایی از جنس فولاد کم‌آلیاژ تهیه شد و سپس با فولاد زنگ‌نزن 321 و 347 ER توسط فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) روکش کاری شده است. سپس نمونه‌های روکش کاری تحت شارژ کاتدی هیدروژن قرار گرفت و جهت مقایسه با نمونه‌های شارژ نشده از آزمون‌های فراصوتی، متالوگرافی، سختی سنجی، کوانتومتری، خمش و آنالیز (EDS) میکروسکوپ الکترونی استفاده شد. نتایج بررسی‌های بعمل آمده نشان می‌دهد که هر دو روکش مقاومت به خوردگی مناسبی نسبت به محیط خورنده از خود نشان دادند، اما با نفوذ هیدروژن و اعمال نیرو، نمونه‌ها از فصل مشترک شکسته شد، همچنین در فصل مشترک اتصال A516-Gr70 - AISI 321 پدیده جدایش اتفاق افتاد. به طور کلی نتایج حاصل نشان داد که روکش AISI 347 مقاومت بهتری نسبت به روکش AISI 321 از خود نشان می‌دهد.

**کلمات کلیدی:** تردی هیدروژنی، روکش کاری، فولاد زنگ‌نزن پایدار شده

# Investigation of Mechanical Properties and Microstructure of Weld Overlay Cladding of Low Alloy Steel with Austenitic Stainless Steel and Comparison of Hydrogen Embrittlement on Joining

Omid Ghani<sup>1\*</sup>, Ebrahim Heshmat Dehkordi<sup>2</sup>, Ahmad Saatchi<sup>3</sup>

<sup>1</sup> M.Sc. Student, Islamic Azad University, Najafabad Branch

<sup>2</sup> Associate Professor, Iranian Corrosion Association

<sup>3</sup> Professor, Isfahan University of Technology

\* Corresponding Author: [omid.ghani5051@gmail.com](mailto:omid.ghani5051@gmail.com)

Submission: June 9, 2013      Acceptance: August 25, 2013

## **Abstract**

Dissimilar joints between austenitic stainless steels and low alloy and carbon steels have many usages in various industries and also have economic aspects. Loss of mechanical properties can be influenced by existence of hydrogen in corrosive environments. The effects of hydrogen on joints between carbon steel (A516) and stainless steel (AISI347) are compared and discussed in this research. For this reason samples made up from low-alloy steel prepared, then cladded with stainless steel 321 and Er347 by process of Gas Tungsten arc welding (GTAW). Then cladded samples putted under hydrogen cathodic charging. Ultrasonic tests, metallography, hardness measurement, bending and microscopic analysis (EDS) have used in order to compare these mechanical properties with uncharged samples. Result of these experiments shows that both materials, showed corrosion resistance against corrosive areas, but samples have broken from their interface while using force and penetrating hydrogen into it. In other hand it was seen separation in the interface of A516-Gr70 and AISI 321. Totally results show that AISI 347 clad shows better resistance than covered C-Steel with AISI321.

**Keywords:** Hydrogen Embrittlement, Cladding, Stabilized Stainless Steel

## ۱- مقدمه

فولادهای کربنی و کم‌آلیاژ به صورت گسترده در صنعت نفت و گاز به منظور ساخت مخازن تحت فشار، برج‌های فرآیندی و تجهیزات سرچاهی استفاده می‌شود. در محیط هیدروژنی، هیدروژن بر سطح این فولادها، جذب سطحی شده و به هیدروژن اتمی تجزیه می‌شود. تجزیه و نفوذ پی‌درپی هیدروژن در فولاد می‌تواند، کاهش خواص مکانیکی را به همراه داشته باشد [۱]. در یک تعریف کلی تردی هیدروژنی، عبارت است از اثرات تردی ناشی از ورود هیدروژن به داخل ساختار و تخریب خواص مکانیکی قطعه تحت شرایط سرویس دهی می‌باشد. تردی هیدروژنی در این فولادها باعث شکست سریع در بارگذاری کم و در زمان کوتاه‌تر نسبت به محیط فاقد هیدروژن می‌شود. اثر هیدروژن روی خواص مکانیکی فولاد به پارامترهای زیادی مانند ترکیب شیمیایی ماده، ریزساختار (فازها، رسوبات و ناخالصی‌ها)، شرایط شارژ هیدروژن و شرایط آزمایش بستگی دارد [۲]. انحلال هیدروژن در محل‌های بین‌نشین شبکه کریستالی موجب به وجود آمدن ترک و رشد آن با توجه به کاهش پیوند اتمی می‌شود. هیدروژن در شبکه کریستالی بسته به نوع ساختار کریستالی می‌تواند محل‌های بین‌نشین را اشغال کند. نفوذ هیدروژن در شبکه BCC نسبت به FCC بیشتر می‌باشد. علت این است که شبکه FCC دارای یک جای خالی اکتاهدراول و شبکه BCC دارای شش جای خالی تراهدرال می‌باشد و هیدروژن بنا به نوع شبکه کریستالی در این جای خالی‌ها قرار می‌گیرد. اما در حالت واقعی اتم‌های هیدروژن فقط در محل‌های بین‌نشین قرار نمی‌گیرند و با توجه به عیوب مختلف داخل فلز و انرژی این عیوب در این عیوب به دام می‌افتند [۳]. مکانیزم‌های مختلفی نیز برای اثر هیدروژن بر مواد ارائه شده است [۲]. که عبارتند از:

۱- مدل ناپیوستگی (Decohesion)

۲- مدل نشر نابه‌جائی ناشی از جذب سطحی (AIDE) <sup>۱</sup>

۳- مدل افزایش شکل‌پذیری ناشی از هیدروژن (HELP) <sup>۲</sup>

به طور کلی می‌توان گفت که ورود هیدروژن و انتقال آن از طریق ماده به شرایط مختلفی نظیر شرایط شارژ، ساختار ماده و میزان تنش و کرنش بستگی دارد [۲].

حفاظت از این فولادها مسئله مهمی در صنایع مختلف می‌باشد. در انواع روش‌های حفاظت برای به حداقل رساندن آسیب‌های ناشی از خوردگی روکش‌کاری <sup>۳</sup> با فولاد زنگ‌نزن یک فن‌آوری شناخته شده می‌باشد. روکش‌کاری معمولاً به وسیله عملیات نوردکاری، جوشکاری انفجاری یا جوشکاری ذوبی انجام می‌شود. در تمامی فرآیندها، جوشکاری ذوبی نسبت به سایر روش‌ها با توجه به راحتی و قابل حمل بودن و انجام در هر شرایطی بدون وابستگی به شکل هندسی قطعه قابل قبول‌تر می‌باشد البته هزینه بالا و تغییرات تحمیل شده توسط این روش از معایب آن می‌باشد. روکش فولاد زنگ‌نزن بر فولاد فریتی معمولاً از طریق فرآیندهای جوشکاری ذوبی، الکتروود دستی، جوشکاری قوسی زیرپودری انجام می‌شود. اصولاً کیفیت این روکش‌ها به ترکیب شیمیایی فلز جوش، کنترل رقت <sup>۴</sup> فلز پایه و سختی لایه میانی نزدیک فصل مشترک که تابع حرارت ورودی است وابسته است [۴ و ۵]. نکته قابل توجهی که در تمام فرآیندهای روکش‌کاری ذوبی وجود دارد رقت فلز پرکننده توسط فلز پایه است که نتیجه آن کاهش خواص مکانیکی روکش می‌باشد. به طور کلی می‌توان گفت که صرفه اقتصادی یا روکش زنگ‌نزن منوط به دستیابی به بالاترین نرخ رسوب‌گذاری و کمترین تعداد لایه‌هاست که به خواص شیمیایی مشخصی منجر می‌شود [۶]. با توجه به ساختار کریستالی FCC روکش‌های آستنیتی، نفوذ هیدروژن در این نوع ساختارها نسبت به ساختار کریستالی BCC فولادهای کربنی، با شدت کمتری انجام می‌شود [۲]. همچنین می‌توان گفت که نفوذ هیدروژن تحت تاثیر عوامل مختلفی مانند ریزساختار، شبکه کریستالی، حالت تنش و میزان و آرایش نابه‌جائی در اثر تغییر شکل پلاستیک می‌باشد [۳].

<sup>3</sup> Cladding

<sup>4</sup> Dilution

<sup>1</sup> Adsorption Induced Dislocation Emission

<sup>2</sup> Hydrogen Enhanced Localized Plasticity

مشاهده ساختار و اچ کردن نمونه‌ها از محلول نایتال ۲ درصد برای سمت کربنی اتصال و محلول اگزالیک اسید با ولتاژ ۵ ولت به مدت ۵۰-۴۵ ثانیه برای سمت آستنیتی اتصال استفاده شد.

سپس سمت کربنی اتصال توسط مانت سرد پوشش داده شد و نمونه‌ها تحت شارژ کاتدی هیدروژن توسط محلول  $1 \text{ N H}_2\text{SO}_4 + 25 \text{ g/l As}_2\text{O}_5$  با دانسیته جریان ۵۰ میلی‌آمپر بر سانتیمتر مربع به مدت ۲۴ ساعت قرار گرفتند. یکی از جوانب رفتار هیدروژن افزایش قابل توجه نفوذ در حضور ترکیبات خاص می‌باشد. این ترکیبات مانند  $\text{HS}^-$ ،  $\text{S}^{2-}$ ،  $\text{H}_2\text{S}$  و  $\text{AS}$  می‌باشد که از ترکیب مجدد اتم‌های هیدروژن روی سطح فلز جلوگیری می‌کند و در نتیجه واکنش نفوذ افزایش می‌یابد. این ترکیبات معمولاً سموم کاتدی نامیده می‌شوند. حتی میزان کمی از این سموم، نفوذ هیدروژن را به میزان زیادی افزایش می‌دهد. شکل ۱ میزان هیدروژن شارژ شده با توجه به نوع محلول، در فولاد دوفازی  $23 \text{ Cr}-5\text{Ni}-3\text{Mo}$  را نشان می‌دهد [۷]. همچنین جهت اندازه‌گیری میزان هیدروژن نفوذ کرده در نمونه‌ها از روش گلیسرین گرم استفاده شد [۳]. دستگاه مورد استفاده در شکل ۲ نشان داده شده است.

در این پژوهش ابتدا روکش کاری فولاد کم‌آلیاژ با فولاد زنگ نزن ۳۲۱ و AISI ۳۴۷ انجام شد. سپس فرآیند شارژ کاتدی هیدروژن صورت گرفت. جهت ارزیابی و مقایسه اتصال به وجود آمده نمونه‌هایی از داخل نمونه روکش کاری شده طبق استاندارد ASTM E 370 استخراج شد و تحت آزمون‌های خمش کناره، آنالیز EDS، متالوگرافی، فراصوتی و گلیسرین گرم (Hot Glycerol Method) قرار گرفتند.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد کم‌آلیاژ A۵۱۶-Gr۷۰ در ابعاد  $200 \text{ mm} \times 200 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  به عنوان زیرلایه استفاده شد. برای روکش کاری نمونه‌ها از فلز پرکننده ER ۳۴۷ استفاده شد. همچنین برای ایجاد فلز پرکننده ۳۲۱ یک ورق فولاد زنگ نزن تهیه گردید و به عرض ۳ میلیمتر به صورت تسمه برش داده شد تا بتوان به عنوان فلز پرکننده از آن استفاده نمود. ترکیب شیمیایی این مواد در جدول ۱ آمده است. فرآیند روکش کاری نیز توسط روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) انجام شد. جدول ۲ پارامترهای روکش کاری اتصالات را نشان می‌دهد. پس از انجام فرآیند روکش کاری نمونه‌ها تحت آزمایش‌های کوآنتومتری، متالوگرافی و سختی‌سنجی و آلتراسونیک قرار گرفتند. برای

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و روکش‌ها به روش کوآنتومتری

نمونه	C	Cr	Ni	Mn	Nb	S	P	Si	Ti	Cu
۳۴۷SS	۰/۰۵	۱۹/۷	۸/۰۹	۱/۴۷	۰/۶۲	۰/۰۰۵	۰/۰۰۹	۰/۳۳	۰/۰۵	۰/۱
۳۲۱SS	۰/۰۵	۱۶/۱	۷/۲	۱/۱۴	۰/۰۰۵	۰/۰۰۵	۰/۰۱	۰/۵۲	۰/۱۵	۰/۲۴
A۵۱۶Gr.۷۰	۰/۱	۰/۱۱	۰/۰۹	۰/۴۸	۰/۰۱	۰/۰۰۹	۰/۰۱۶	۰/۲۷	۰/۰۰۷	۰/۱۱۲

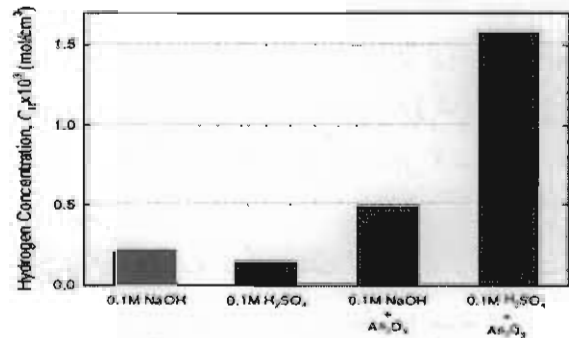
جدول ۲- مشخصات روکش کاری نمونه‌ها

فلز پرکننده	جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (J/mm)
321SS	۲۱۰	۲۰	۱/۰۰	۲۵۲۰
347SS	۲۰۵	۱۸	۱/۳	۲۰۵۰

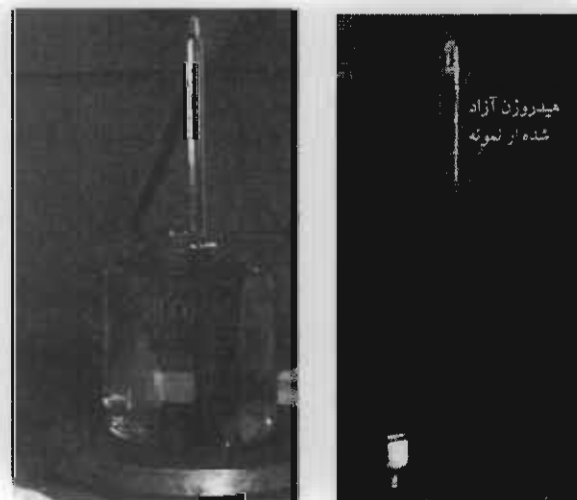
### ۳- نتایج و بحث

یافته‌های این پژوهش شامل بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی روکش اعمالی و بخش دوم تاثیر هیدروژن بر هر کدام از روکش‌ها و مقایسه آن‌ها با یکدیگر می‌باشد. شکل ۳ و ۴ تغییرات ریزساختار از سمت فلز زیرلایه A516 Gr.70 به سمت فصل مشترک با روکش‌های ۳۲۱SS و ۳۴۷ را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود ریزساختار فلز پایه فریتی-پرلیتی می‌باشد (۳ و ۴ الف). در منطقه HAZ با توجه به حرارت ناشی از جوشکاری تنوع ساختاری دیده می‌شود که وسعت این مناطق به نوع فرآیند جوشکاری وابسته است. شکل (۳ و ۴ ب) ناحیه متأثر از حرارت ریزدانه (FGHAZ) که در اثر نرماله شدن طی جوشکاری با ایجاد دانه‌های فریت و پرلیت ریز به وجود آمده و همچنین ناحیه متأثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ) می‌باشد که توسط گرم شدن مجدد در سیکل جوشکاری با ساختار فریت به وجود آمده را نشان می‌دهد. در فصل مشترک کربن از فولاد کربنی که معمولاً کربن بیشتری دارد به سمت فلز جوش مهاجرت می‌کند [۵]. مهاجرت کربن عامل موثری در تعیین عمر اتصال می‌باشد. مهاجرت کربن علیرغم اینکه باعث ایجاد یک ناحیه نرم در HAZ سمت فولاد کربنی و یک ناحیه سخت و پرکربن در فلز جوش می‌شود باعث حساس شدن مناطق به تردی هیدروژنی می‌شود [۹]. سه عامل مهم حساسیت به تردی عبارتند از ساختار مستعد به ترک، حضور هیدروژن و تنش‌های پسماند. ریزساختار فلزات روکش شامل زمینه روشن آستنیت به همراه فاز تیره تر فریت دلتا می‌باشد که در شکل (۳ و ۴ ج) نشان داده شده است. فصل مشترک فریت دلتا با زمینه آستنیتی می‌تواند به عنوان تله‌های فعال برای به دام انداختن هیدروژن عمل کند. لذا هرچه میزان فریت فلز روکش افزایش یابد احتمال تردی هیدروژنی نیز زیاد می‌شود [۱۰].

این روش یک تخمینی از میزان هیدروژن نفوذ کرده در نمونه‌ها می‌باشد. این روش ساده و کم هزینه می‌باشد اما در این روش نمی‌توان مقدار واقعی هیدروژن نفوذ کرده را بدست آورد. همچنین جهت بررسی تاثیر هیدروژن بر نمونه‌های شارژ شده و مقایسه با نمونه‌های شارژ نشده از آزمون خمش کناره طبق استاندارد AWS-B4.0 استفاده شد [۸]. آنالیز EDS نیز بر روی نمونه‌ها انجام شد تا میزان رقت و تغییرات عناصر از سمت فصل مشترک به سمت لایه روکش بررسی گردد. همچنین جهت آنالیز عنصری خطی EDS از میکروسکوپ الکترونی روبشی VEGA\\ TESCAN-LMU استفاده شد.



شکل ۱- میزان غلظت هیدروژن بر اساس محلول‌های مختلف [۷].

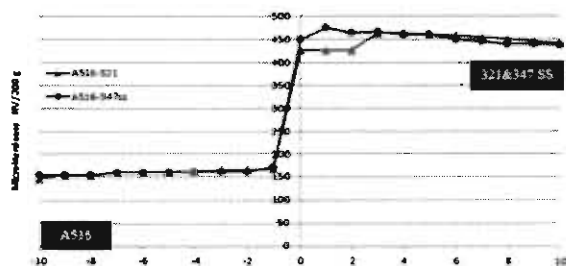


شکل ۲- تجهیزات مورد استفاده برای تخمین هیدروژن نفوذ کرده به روش جابه‌جایی گلیسرین.

<sup>5</sup> Fine Grain Heat Affected Zone

<sup>6</sup> Coarse Grain Heat Affected Zone

ساختارهای ریزدانه و غیر تعادلی در منطقه HAZ در اثر جوشکاری است.



شکل ۵- تغییرات سختی در عرض فصل مشترک اتصالات (mm).

همچنین آزمون خمش کناره روی نمونه‌های شارژ شده و شارژ نشده هر دو اتصال انجام شد. نمونه‌های شارژ نشده آزمایش خمش را بدون به وجود آمدن ترک با موفقیت پشت سر گذاشتند. ولی در نمونه‌های شارژ شده شکست از فصل مشترک اتصال اتفاق افتاد. در شکل ۶ نمونه‌های خم شده نشان داده شده است.

با توجه به اینکه سه عامل، ساختار مستعد به ترک، حضور هیدروژن و تنش‌های پسماند ساختار را مستعد به تردی هیدروژنی می‌کند می‌توان گفت که وجود ساختار ترد و سخت در فصل مشترک در اثر نفوذ کربن از سمت زیرلایه و همچنین به دلیل آنکه روکش زنگ‌نزن دارای هدایت حرارتی پایین و ضریب انبساط حرارتی بالا می‌باشد، تنش حرارتی بزرگی در روکش ایجاد می‌شود که این را می‌توان عامل مهمی جهت تردی هیدروژنی قطعات دانست. حضور تنش‌های حرارتی پسماند به همراه نیروی خمش سبب شکست نمونه‌های شارژ شده، است [۱۳]. حضور هیدروژن در محیط یکی دیگر از عوامل است. جهت اطمینان از نفوذ هیدروژن به داخل روکش، آزمایش گلیسرین گرم انجام شد. همانطور که ملاحظه می‌شود با شارژ هیدروژن رفتار سیلانی نمونه تغییر می‌کند و خواص استحکامی و انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد. ورود هیدروژن به داخل ساختار و جذب آن در شبکه کریستالی، فصل مشترک ذرات فاز دوم همدوس با زمینه، هسته نابه‌جائی‌ها، ظرفیت کار سختی فولاد را کاهش داده و از تغییر شکل ساختار جلوگیری بعمل



شکل ۳- تغییرات ریزساختار اتصال A۵۱۶-Gr۷۰ - AISI ۳۲۱ (الف) فلز پایه A۵۱۶، (ب) فصل مشترک روکش و منطقه HAZ فولاد زیرلایه، (ج) مرکز فلز روکش ۳۲۱

مقدار عدد فریت به میزان حرارت ورودی در قطعه بستگی دارد که عواملی همچون زاویه تورچ جوشکاری، سرعت جوشکاری، دبی گاز محافظ خروجی، جریان کاربردی بر میزان حرارت ورودی به قطعه تاثیر گذار است. با توجه به عوامل ذکر شده، هر چه حرارت ورودی در قطعه زیاد باشد، اختلاف دما زیاد شده و سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. با افزایش سرعت سرد شدن استحاله حالت جامد فریت به آستنیت کامل انجام نمی‌شود که این باعث افزایش عدد فریت می‌شود [۱۱].



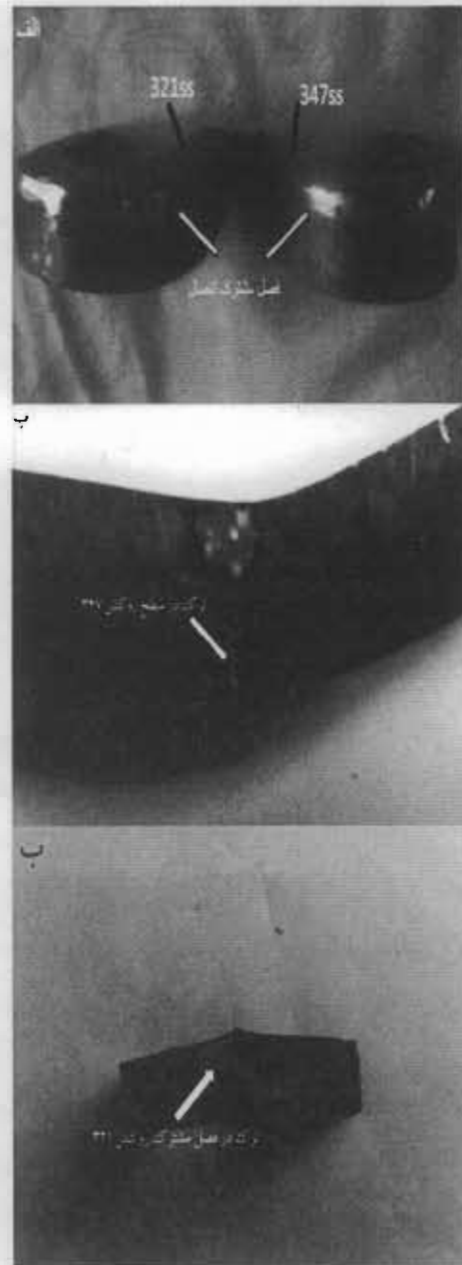
شکل ۴- تغییرات ریزساختار اتصال A۵۱۶-Gr۷۰ - AISI ۳۴۷ (الف) فلز پایه A۵۱۶، (ب) فصل مشترک روکش و منطقه HAZ فولاد زیرلایه، (ج) مرکز فلز روکش ۳۴۷

شکل ۵ چگونگی تغییرات سختی را از فلزات روکش به سمت فولاد زیرلایه را نشان می‌دهد. حداکثر مقدار سختی در هر دو اتصال در مجاورت فصل مشترک سمت روکش ایجاد می‌شود. مقادیر سختی در این ناحیه برای روکش ۳۲۱، ۴۲۰ HV و برای روکش ۳۴۷، ۴۶۳ HV می‌باشد. وجود نواحی‌ای با این سختی بالا باعث ایجاد تردی هیدروژنی می‌شود. در کنار این منطقه، ناحیه نرم در فولاد کربنی قرار دارد. این ناحیه کم کربن خواص کششی و خزشی ضعیفی دارد [۱۲]. در سمت فولاد کربنی نیز مقداری افزایش سختی نسبت به فلز پایه ایجاد شده که دلیل آن ایجاد شدن

می‌باشد [۱۵]. هیدروژن می‌تواند به دو صورت به دام افتاده و متحرک، درون ساختار فلزات حضور یابد. هیدروژن به دام افتاده به هیدروژنی اطلاق می‌گردد که در مواضع خاصی از ریزساختار به دام افتاده و به تنهایی از قابلیت نفوذ در داخل ساختار برخوردار نمی‌باشد. می‌توان به تجمع مولکولی هیدروژن در بعضی از نواقص موجود در ساختار اشاره کرد. هیدروژن متحرک نیز هیدروژنی است که به صورت اتمی بوده و از قابلیت نفوذ در ساختار و رساندن خود به مناطق حساس و ضعیف نمونه برخوردار می‌باشد. هیدروژن متحرک به عنوان عامل اصلی در بروز پدیده تردی هیدروژنی به شمار می‌رود. تشکیل ترک هیدروژنی به غلظت هیدروژن موجود در داخل ساختار بستگی دارد. ترک ناشی از هیدروژن زمانی رخ می‌دهد که غلظت هیدروژن در مناطق ضعیف و حساس نمونه و همچنین مناطق تنش سه محوری به یک حد بحرانی برسد [۲].

شکل ۷ آنالیز EDS هر دو روکش ۳۲۱ و ۳۴۷ AISI را نشان می‌دهد. با توجه به شکل‌ها مشاهده می‌شود که با نزدیک شدن از فلز پایه به سمت لایه روکش، میزان کربن افزایش می‌یابد. علت آن را می‌توان اینگونه بیان نمود که چون کربن یک عنصر بین‌نشین<sup>۷</sup> می‌باشد به راحتی می‌تواند به سمت روکش زنگ نزن نفوذ کند. با توجه به شکل‌ها مشاهده می‌شود که تغییرات کروم و نیکل از فلز روکش به سمت فصل مشترک در نمونه روکش ۳۴۷ با شیب کمتری اتفاق افتاده است. در صورتی که در روکش ۳۲۱ با شیب تندتری رخ داده است که علت آن را می‌توان اختلاف در سرعت جوشکاری دانست که از نفوذ عناصر جلوگیری می‌کند. همچنین با توجه به تغییرات رخ داده در فصل مشترک اتصال، انتظار به وجود آمدن یک نوار ماتنتزیتی در ناحیه روکش مجاور فصل مشترک می‌رود که با توجه به میزان حرارت ورودی و ساختار فلز زیرلایه ضخامت نوار ماتنتزیتی به وجود آمده در نمونه‌ها متفاوت می‌باشد [۱۶]. با توجه به نوار ماتنتزیتی موجود در فصل مشترک، این ناحیه از حساسیت بیشتری به تردی هیدروژنی برخوردار است.

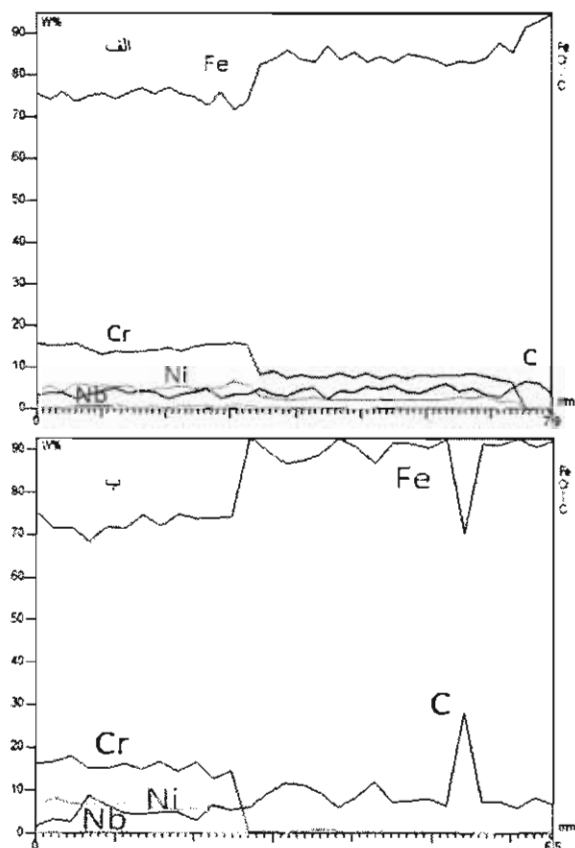
می‌آورد. جوانه‌زنی و تشکیل ریزترک‌های ناشی از تردی هیدروژنی در حین اعمال بار سبب افت خواص مکانیکی نمونه می‌گردد و به تبع آن شکست در مقادیر پائین تری از تنش و کرنش به وقوع می‌پیوندد [۱۴].



شکل ۶- نمونه‌های خمش. الف) نمونه شارژ نشده، ب) نمونه شارژ شده

نتایج بعضی بررسی‌ها نشان می‌دهد میزان افت خواص مکانیکی در ارتباط مستقیمی با غلظت حجمی هیدروژن

<sup>7</sup> Interstitial



شکل ۷- آنالیز EDS خطی از روکش‌های آستنیتی به سمت فصل مشترک. (الف) روکش ۳۴۷، (ب) روکش ۳۲۱

همچنین نواحی که دارای میزان نیکل بالایی می‌باشند نشان‌دهنده فاز آستنیت و نواحی که نیکل آن کاهش یافته نشان‌دهنده وجود فاز مارتنزیت می‌باشد [۱۴].

آزمون فراصوتی نیز بر نمونه‌ها قبل و بعد از شارژ هیدروژن انجام شد. بر روی روکش ۳۴۷ هیچگونه جدایش<sup>۹</sup> و یا عیبی قبل و یا بعد از اعمال شارژ مشاهده نشد. اما بر روی روکش ۳۲۱ بعد از اعمال شارژ و انجام آزمون فراصوتی پدیده جدایش در فصل مشترک اتصال مشاهده شد. شکل ۸ مقطع عرضی برش خورده این اتصال را نشان می‌دهد. با توجه به آنالیز EDS که بر روی هر دو نمونه انجام شد، مشاهدات نشان داد که وجود لایه تقریباً ضخیم‌تری از مارتنزیت تشکیل شده در روکش ۳۲۱ نسبت به لایه مارتنزیت تشکیل شده در روکش ۳۴۷ باعث ایجاد پدیده جدایش را در روکش ۳۲۱ شده است [۱۴] که سرعت بالای جوشکاری بر تشکیل لایه مارتنزیتی تأثیر گذار می‌باشد.

نفوذ هیدروژن تحت تأثیر ریزساختار غیرهمگن، رسوبات، نابه‌جائی‌ها، حفرات می‌باشد. محققان نشان دادند [۱۷] که ذرات کاربید و نیتريد می‌توانند به عنوان تله‌های بسیار قوی برای به دام انداختن هیدروژن نسبت به عیوب دیگر شبکه عمل کنند. همچنین این محققان نشان دادند که وجود عناصر مختلف در فولادهای زنگ‌نزن می‌تواند بر نفوذپذیری و انحلال هیدروژن تأثیر گذار باشد. مطالعات تنبیه<sup>۸</sup> بر اینکونل ۶۰۰ حاوی تیتانیوم و آلومینیوم نشان داد که به دلیل اکسایش این عناصر نفوذ هیدروژن کاهش قابل توجهی یافته است [۱۸]. با توجه به نتایج آنالیز EDS و کوانتومتری بدست آمده از نمونه‌های روکش می‌توان بیان نمود که وجود نیکل در ساختار دو روکش ۳۲۱ و ۳۴۷ می‌تواند نفوذپذیری هیدروژن را افزایش و انحلال هیدروژن را کاهش دهد، علت آن را می‌توان اینگونه بیان نمود که چون نیکل در جدول تناوبی در سمت راست آهن قرار دارد و همچنین تمایل نیکل نسبت به آهن برای دادن الکترون کمتر است، پس نسبت به آهن سبب تشکیل مولکول هیدروژن بیشتری شده و میزان اتم هیدروژن کمتری باقی می‌ماند در نتیجه انحلال هیدروژن کاهش می‌یابد و نفوذپذیری افزایش می‌یابد. در رابطه با کروم نیز می‌توان بیان نمود که کروم می‌تواند سبب کاهش نفوذ هیدروژن در ساختار گردد که چون کروم در سمت چپ آهن در جدول تناوبی قرار دارد و همچنین کمتر بودن پتانسیل احیا استاندارد کروم نسبت به هیدروژن است که این مزیت سبب اکسایش کروم و احیای مولکول هیدروژن گشته و در نتیجه سبب کاهش نفوذ هیدروژن می‌گردد. به طور کلی می‌توان گفت وجود عناصری مانند تیتانیوم و نیوبیم با تشکیل اکسید روی سطح روکش و مولکولی کردن هیدروژن از نفوذ آن به داخل ساختار جلوگیری می‌کنند. همچنین وجود ذرات کاربید تیتانیوم، کروم و نیوبیم در ساختار می‌تواند هیدروژن را به خوبی به دام اندازد و نفوذپذیری هیدروژن را کاهش دهد که در این میان تیتانیوم به دلیل اینکه تمایل به از دست دادن الکترون بهتری دارد و دارای پتانسیل کاهش بهتری است بهتر عمل می‌کند.

<sup>۹</sup> Disbanding

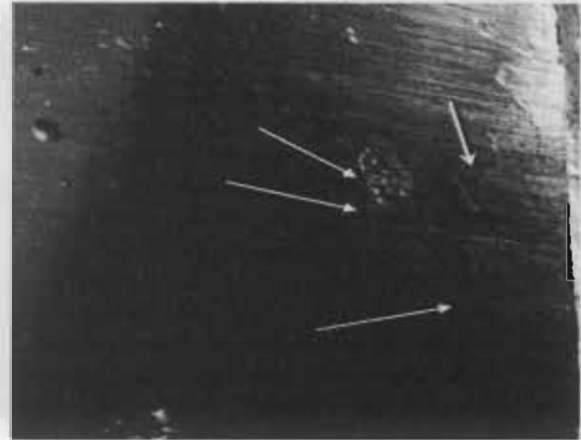
<sup>۸</sup> Tanbabe



۳) هیدروژن موجب افت خواص مکانیکی هر دو روکش ۳۲۱ و ۳۴۷ می‌گردد، بطوریکه نمونه‌های شارژ شده دچار کاهش انعطاف‌پذیری و شکست در تنش‌های کمتری شدند. تخریب در نمونه‌های روکش ۳۲۱ به مراتب شدیدتر از روکش ۳۴۷ بود. که علت تخریب را می‌توان به خاطر ریز ساختار، حضور هیدروژن و تنش حرارتی پسماند موجود در روکش‌های زنگ‌نزن آستنیتی به واسطه هدایت حرارتی پائینی این فولادها دانست. همچنین تیتانیوم نسبت به نیویوم جهت جذب هیدروژن دارای تعادل بیشتری است.

۴) پدیده جدایش در فصل مشترک اتصال ۳۲۱SS-A۵۱۶-Gr۷۰ رخ داد که علت آن می‌تواند تفاوت در ساختار کریستالی روکش و زیرلایه و همچنین سرعت جوشکاری و تشکیل ناحیه مارتنزیتی در فصل مشترک دانست.

۵) با توجه با آزمون‌های انجام شده می‌توان بیان نمود که در مجموع روکش ۳۴۷ مقاومت بهتری نسبت به روکش ۳۲۱ از خود نشان می‌دهد.



شکل ۸- مقطع برش خورده نمونه حساس به جدایش

#### ۴- نتیجه‌گیری

با توجه به ارزیابی و مقایسه نمونه‌های اتصال ۳۲۱SS-A۵۱۶-Gr۷۰ و ۳۴۷SS-A۵۱۶-Gr۷۰ می‌توان

نتایج زیر را بیان نمود:

۱) در هر دو نمونه، در فصل مشترک وجود لایه سخت و ترد مشاهده شد.

۲) در هر دو نمونه حداکثر سختی در فصل مشترک فلز روکش و فلز زیرلایه مشاهده شد که دلیل آن مهاجرت کربن به فلز جوش و تشکیل فازهای سخت می‌باشد.

#### مراجع

- [1] P. Fassina, A. Sciuccati, Influence of hydrogen and low temperature on mechanical behavior of two pipeline steels, Engineering Fracture Mechanics Journal, Vol.81, 2012, Pp. 43-55.
- [2] J. Luc Delplancke, Ph.D. Thesis, University of Bruxelles, 2006.
- [3] A. Sciuccati, Ph.D. Thesis, University of Milan, 2011.
- [4] P. K. Ghosh, P. C. Gupta, Stainless Steel Cladding of Structural Steel Plate Using the Pulsed Current Gmaw Process, Welding Journal, 1998, Pp. 307-314.
- [5] N. Venkateswara Rao, Weld Overlay Cladding of High Strength Low Alloy Steel With Austenitic Stainless Steel – Structure and Properties, Materials and Design Journal, Vol.32, 2011, Pp. 2496-2506.
- [6] Lancaster, J.F., Metallurgy of Welding, 6th Ed., 1999, Abington Publishing.
- [7] T. Zakroczymski, Effect of hydrogen concentration on the embrittlement of a duplex stainless steel, Corrosion Science Journal, Vol.47, 2005, Pp. 1403-1414.
- [8] Standard Method for Mechanical Testing of Welds, AWS, B4.0, 1992.
- [9] D. Hardie, J. Xu, Hydrogen Embrittlement of Stainless Steel Overlay Materials for Hydrogenators, Corrosion Science Journal, Vol.46, 2004, Pp. 3089-3100.
- [10] M.I. Luppo, J. Ovejero Garcia, Effects of Delta Ferrite on Hydrogen Embrittlement of Austenitic Stainless Steel Welds, Corrosion Science Journal, Vol.41, 2000, Pp. 87-103.

- [11] R. Sudhakaran, V. Murugan, "Modeling and analysis of Ferrite number of Stainless steel gas tungsten arc welded plates using response surface Methodology", Int J Adv Manuf Technol, doi 10.1007/s00170-012-4117-0, 2011.
- [۱۲] ع. اشکذری، ا. دهقان، "مقایسه خواص مکانیکی اتصال غیرهمجنس A516Gr.70-AISI 316 ایجاد شده با الکترودهای E309L و E316L"، دومین همایش مشترک انجمن متالورژی و جامعه ریخته‌گران ایران، ص ۱۰-۱، تهران، ۱۳۸۶.
- [13] C. Jang, S. Kang, " The Effects of the Stainless Steel Cladding in Pressurized Thermal Shock Evaluation", Nuclear Engineering and Design Journal, Vol. 226, pp. 127-140, 2003.
- [۱۴] ح. فرهنگ، س. عابدی، "تأثیر هیدروژن بر رفتار مکانیکی و مکانیزم شکست‌های شکست در فولاد کم‌کربن ۱Mo - ۲/۲۵ Cr"، نشریه، دانشکده فنی دانشگاه تهران، شماره ۴، ص ۵۸۱-۵۷۱، ۱۳۸۱.
- [15] C. Pan, Y.J. Su, "Hydrogen Embrittlement of Weld Metal of Austenitic Stainless steels", Corrosion Science Journal, Vol. 44, pp. 1983-1993, 2002.
- [16] F. Matsuda, Disbonding Between 1/4 Cr- 1 Mo Steel and Overlaid austenitic stainless steel By Means of Electrolytic Hydrogen Charging Techniqu, Trans JWRI, Vol 13, 1984, Pp. 263-272.
- [17] S. Ningshen, M. Uhlemann, "Diffusion behavior of Hydrogen in Nitrogen Containing Austenitic Alloys", Corrosion Science Journal, Vol. 43, pp 2255-2264, 2001.
- [18] T. Tanabe, Y. Yamanishi, "Hydrogen Transport in Stainless Steels", Journal of Nuclear Materials, Vol. 123, pp. 1568-1572, 1984.